



TAMPEREEN TEKNILLINEN YLIOPISTO  
TAMPERE UNIVERSITY OF TECHNOLOGY

VEERA PELTONEN  
DYNAAMINEN MYÖTÖVANHENEMINEN TERÄKSISSÄ

Kandidaatintyö

Tarkastaja: Mikko Hokka

## TIIVISTELMÄ

**VEERA PELTONEN:** Dynaaminen myötövanheneminen teräksissä

Tampereen teknillinen yliopisto

Kandidaatintyö, 22 sivua

Syyskuu 2018

Materiaalitekniikan diplomi-insinöörin koulutusohjelma

Pääaine: Materiaalitekniikka

Tarkastaja: Mikko Hokka

**Avainsanat:** dynaaminen myötövanheneminen, teräs, plastinen muodonmuutos, Portevin – Le Chatelier – efekti, hiilen diffuusio

Dynaaminen myötövanheneminen on korotetuissa lämpötiloissa tapahtuva ilmiö, joka vaatii nimensä mukaan dynaamiset olosuhteet. Tämä tarkoittaa sitä, että vanheneminen tapahtuu muokkauksen aikana, eikä staattisesti muodonmuutoksen jälkeen. Makroskoop-pisella tasolla ilmiö aiheuttaa sen, että materiaalin lujuus kasvaa ja pienenee vuorotellen. Tämä aiheuttaa jännitys-myötymäkäyrän sahalaitaisuutta, eli Portevin–Le Chatelier-efek-tiä. Mikrotasolla dynaaminen myötövanheneminen johtuu siitä, että dislokaatiot vuoro-tellen lukittuvat pakoilleen ja vapautuvat. Dislokaatioiden lukittuminen johtuu siitä, että liikkuvat dislokaatiot vetävät puoleensa metallin seosaineita. Seosaineiden diffuusio estää dislokaatioiden liikkeen, ja lisäksi seosaineiden ja dislokaatioiden atomitason vuorovai-kutus vaikeuttaa dislokaatioliikettä omalta osaltaan. Dislokaatiot vapautuvat, kun materi-aalin jännitys kasvaa riittävästi.

Dynaamista myötövanhenemistä on tutkittu jo 1950-luvulta lähtien. Aluksi teräkselle teh-dyt mallit perustuivat pelkästään hiilen diffuusioon, mutta myöhemmin malleissa otettiin huomioon myös muut atomitason vuorovaikutukset. Dynaamisen myötövanhenemisen tutkimiseen käytetään yleensä vetokokeissa saatua mittaustietoa, josta tehdään jännitys-myötymäkäyriä tai vaihtoehtoisesti lujuus-lämpötilakäyriä. Myös läpivalaisuelektroni-mikroskopiaa käytetään hyväksi dislokaatioviivojen hahmottamisessa. Läpivalaisuelekt-ronimikroskooppikuvat otetaan yleensä lujuustestauksien jälkeen, mutta lähiaikoina on onnistuttu ottamaan myös videota kokeen aikana, jolloin dislokaatioiden liikettä ja het-kellisiä nopeuksia voidaan havainnoida pelkästään alku- ja lopputilojen sijaan.

Teräksen dynaamisen myötövanheneminen johtuu useimmiten sen sisältämästä hiilestä, mutta myös muut seosaineet, kuten typpi, alumiini, kromi, nikkeli ja pii vaikuttavat il-miön esiintymiseen. Jotkin seosaineet, kuten alumiini ja kromi, vaikuttavat pääasiallisesti sitomalla joko hiiltä karbidiyhdisteisiin tai typeä nitrideiksi. Kuitenkin esimerkiksi alu-miini, kromi, nikkeli ja pii voivat omalla diffuusiollaan aiheuttaa dynaamisen myötövan-henemisen esiintymistä korkeammassa lämpötiloissa, joissa hiilen diffuusio ei enää estä dislokaatioiden liikettä yhtä tehokkaasti, sillä hiilen diffuusionopeus on suurempi kuin dislokaatioiden nopeus.

## **ALKUSANAT**

Tämä kandidaatin työ on kirjoitettu vuoden 2017 aikana ja viimeistelty vuonna 2018 Tampereen teknilliselle yliopistolle. Haluan kiittää ensisijaisesti Mikko Hokkaa kärsivällisyydestä ja kiinnostavasta aiheesta sekä lisätiedoista projektin aikana. Haluan myös kiittää perhettäni ja ystäviäni tuesta, jota he tarjosivat minulle.

Tampereella, 21.9.2018

Veera Peltonen

## SISÄLLYSLUETTELO

1.	JOHDANTO .....	1
2.	DYNAAMINEN MYÖTÖVANHENEMINEN ILMIÖNÄ .....	2
2.1	Dynaamisen myötövanhenemisen tutkiminen .....	6
2.2	Uusi Peierlsin mekanismi.....	9
2.3	Matemaattiset mallit.....	10
2.3.1	Cottrell–Bilby-malli.....	11
2.3.2	Cuddy–Leslie-malli .....	11
2.3.3	Gilatin ja Wun malli .....	12
2.4	Atomitason vuorovaikutus .....	12
3.	SEOSATOMIEN VAIKUTUS DYNAAMISEEN MYÖTÖVANHENEMISEEN TERÄKSISSÄ .....	15
3.1	Hiili ja typpi .....	15
3.2	Muut seosaineet.....	17
4.	YHTEENVETO.....	19
	LÄHTEET.....	21

## KUVALUETTELO

<i>Kuva 1. AISI 316 – ruostumattoman teräksen (insinööri)jännitys-myötymäkäyrä.</i>	
<i>[3].....</i>	<i>2</i>
<i>Kuva 2. 1020-teräksen jännitys-lämpötilakäyrä. [6].....</i>	<i>3</i>
<i>Kuva 3. Korkeamagnaanisen hiilen todellinen jännitys-myötymäkäyrä. [11] .....</i>	<i>4</i>
<i>Kuva 4. Portevin-Le Chatelier–efekti. [8] .....</i>	<i>5</i>
<i>Kuva 5. Sahalaitaisuuden kaksi perustyyppiä Portevin – Le Chatelier – efektissä.</i>	
<i>[13].....</i>	<i>5</i>
<i>Kuva 6. 1020-teräksen (insinööri)jännitys-myötymä käyrä. [6].....</i>	<i>7</i>
<i>Kuva 7. AISI 316- ruostumattoman teräksen dislokaatiot. [3] .....</i>	<i>8</i>
<i>Kuva 8. AISI 316 - ruostumattoman teräksen dislokaatiot vetokokeen jälkeen. [3].....</i>	<i>9</i>
<i>Kuva 9. a) tilakeskinen rautahila b) ruuvidislokaatio levossa c) polvipari</i>	
<i>liikkuvassa ruuvidislokaatiossa [18] .....</i>	<i>10</i>
<i>Kuva 10. Alumiini-magnesiumnäytteiden jännitys-myötymäkäyrät. [2] .....</i>	<i>13</i>
<i>Kuva 11. Magnesiumtihentyminen dislokaation kohdalla. [2] .....</i>	<i>14</i>
<i>Kuva 12. Magnesiumkonsentraatio dislokaation ympärillä. [2] .....</i>	<i>14</i>
<i>Kuva 13. Fieldin ja Van Akenin tutkimuksen terästen insinööri-jännitys-</i>	
<i>myötymäkäyrät [20] .....</i>	<i>16</i>
<i>Kuva 14. A48- ja A42-terästen vetolujuus lämpötilan funktiona. [22].....</i>	<i>17</i>

## LYHENTEET JA MERKINNÄT

AISI	American Iron and Steel Institute
APT	Atom probe tomography, atomianturitomografia
DSA	Dynamic Strain Aging, Dynaaminen myötövanheneminen
PLC	Portevin–Le Chatelier
SADI	Solute Atom–Dislocation Interaction, Seosatomien ja dislokaatioiden vuorovaikutus
TEM	Transmission Electron Microscopy, Läpivalaisuelektronimikroskopia
wt-%	Massaprosentti
$\varepsilon$	Myötymä
$\alpha_0$	vakio, Cottrell-Bilby-mallissa, arvo noin 3
$C_0$	seosaineen konsentraatio seoksessa
$C_1$	dislokaatioliikkeen estämiseen tarvittava seosaineen konsentraatio
$L$	esteiden ja liikkuvien dislokaatioiden keskimääräinen etäisyys
$\rho_m$	liikkuvien dislokaatioiden tiheys
$U_m$	seosaineen dislokaatioiden sidosenergia
$D$	seosaineen diffuusion vaikutuskerroin
$T$	lämpötila
$b$	dislokaation Burgers-vektori
$\Delta\theta$	sahalaitaisuuden suuruus kuorma-venymäkäyrällä
$A$	vakio, Cuddy-Leslie-mallissa
$B$	vakio, Cuddy-Leslie-mallissa
$t$	aika

$Q$	liike-energia
$R$	kaasuvakio
$\tau_c$	dynaamisen myötövanhenemisen aiheuttama jännitys
$B_1$	vakio, Gilat-Wu-mallissa
$v_c$	energiakynnyksen aktivointiin vaadittava tilavuus
$(\gamma^p)^m$	dislokaatiitiheys myötönopeuden funktiona
$(\gamma^p)^\beta$	vakanssien tiheys myötönopeuden funktiona
$\dot{\gamma}^p$	plastinen myötönopeus
$Q_m$	seosaineiden liike-energia
$k$	Bolztmannin vakio

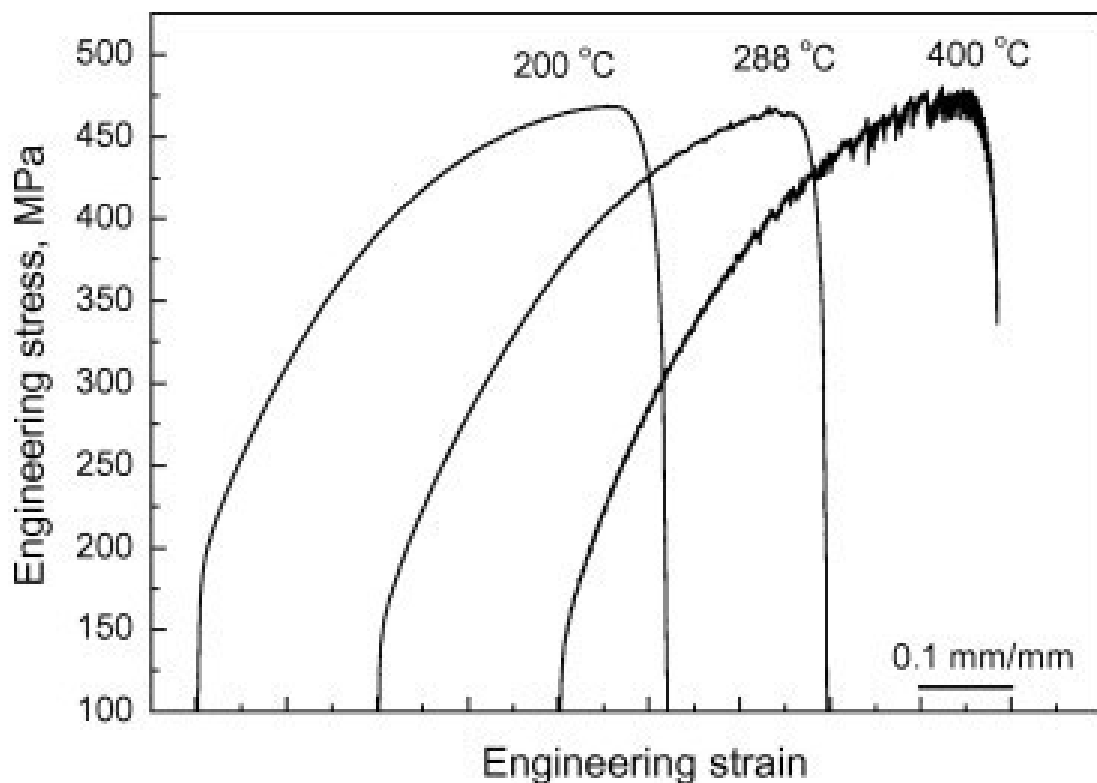
# 1. JOHDANTO

Dynaamista myötövanhenemista tapahtuu korkeissa lämpötiloissa metalleille, jotka ovat jännittyneessä tilassa [1]. Työn tavoitteena on ensisijaisesti selittää, mitä dynaaminen myötövanheneminen ilmiönä tarkoittaa. DSA:ta (dynaaminen myötövanheneminen) tarkastellaan ensisijaisesti teräksien kannalta. Lisäksi selvitetään, löytyykö tutkimuksia ja teorioita siitä, minkä vuoksi dynaamista myötövanhenemista tapahtuu. Ennakko-oletuksena on, että jokin materiaalin mikrorakenteessa, kuten esimerkiksi tietty kiderakenne tai metalliin lisätty lisäaine, vaikuttaa siihen, tapahtuuko myötövanhenemista. Syiden selvittämisessä tutkitaan ensisijaisesti teräksiä. Lisäksi tutkitaan myös muille metalleille, kuten esimerkiksi alumiinille, tehtyjä tutkimuksia, joiden tuloksia pyritään yleistämään kaikille metalleille. Tarkoitus on myös pohtia, onko dynaamisesta myötövanhenemisestä hyötyä tai haittaa käytännön sovellutuksissa vai onko sillä minkäänlaista vaikutusta. Työ on luonteeltaan kirjallisuusselvitys, eikä sisällä kokeellista osuutta.



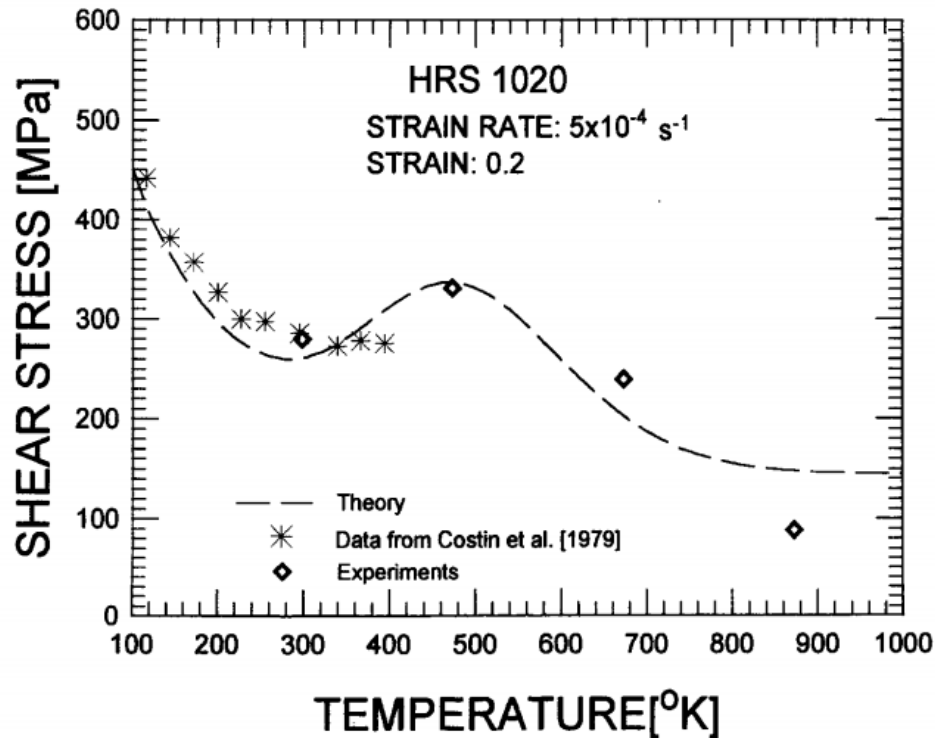
## 2. DYNAAMINEN MYÖTÖVANHENEMINEN ILMIÖNÄ

Dynaaminen myötövanheneminen kuvataan yleensä sahalaitaisena käyränä insinöörijännitys-myötymäkäyrässä, jollainen on nähtävillä kuvassa 1. Jännitys-lämpötiläkäyrässä dynaaminen myötövanheneminen näkyy hetkellisenä jännityksen nousuna lämpötilan noustessa muutoin laskevassa käyrässä, kuten kuvassa 2 lämpötilan ollessa välillä noin 300–600 °K. Kuvassa 3 on näkyvillä dynaaminen myötövanheneminen todellisessa jännitys-myötymäkäyrässä. Kuten ilmiön nimestäkin jo kuulee, se on dynaaminen tapahtuma, eli se ilmenee materiaalin muodonmuutoksen aikana. Käytännössä dynaamista myötövanhenemistä siis tapahtuu jännitys-myötymäkäyrän plastisen muodonmuutoksen alueella. On useita erilaisia teorioita siitä, mikä aiheuttaa dynaamista myötövanhenemistä teräksissä ja teräseoksissa. Dynaamisen myötövanhenemisen ymmärtäminen ilmiönä on parantunut huomattavasti vuosien varrella. Tähän ovat vaikuttaneet esimerkiksi kehittyneemmät mallit, jotka perustuvat SADIin eli seosatomien ja dislokaatioiden vuorovaikutukseen, entistä enemmän atomitasoisen kannalta. Kehittyneemmät mallit ovat myös mahdollistaneet lämpötilan ja myötönopeuden vaikutusten arviointia. [1-3]



*Kuva 1. AISI 316 – ruostumattoman teräksen (insinööri)jännitys-myötymäkäyrä [3].*

Teoriat perustuvat seosatomien ja dislokaatioiden vuorovaikutukseen sellaisissa lämpötiloissa, joissa seosaineiden liikkuvuus on riittävä, jotta ne voivat lukita liikkuvia dislokaatioita. Nämä jännitykset ja lämpötilat ovat jokaiselle materiaalille ominaisia ja riippuvat materiaalin lisäksi myös sen mikrorakenteesta. [1, 4-6]

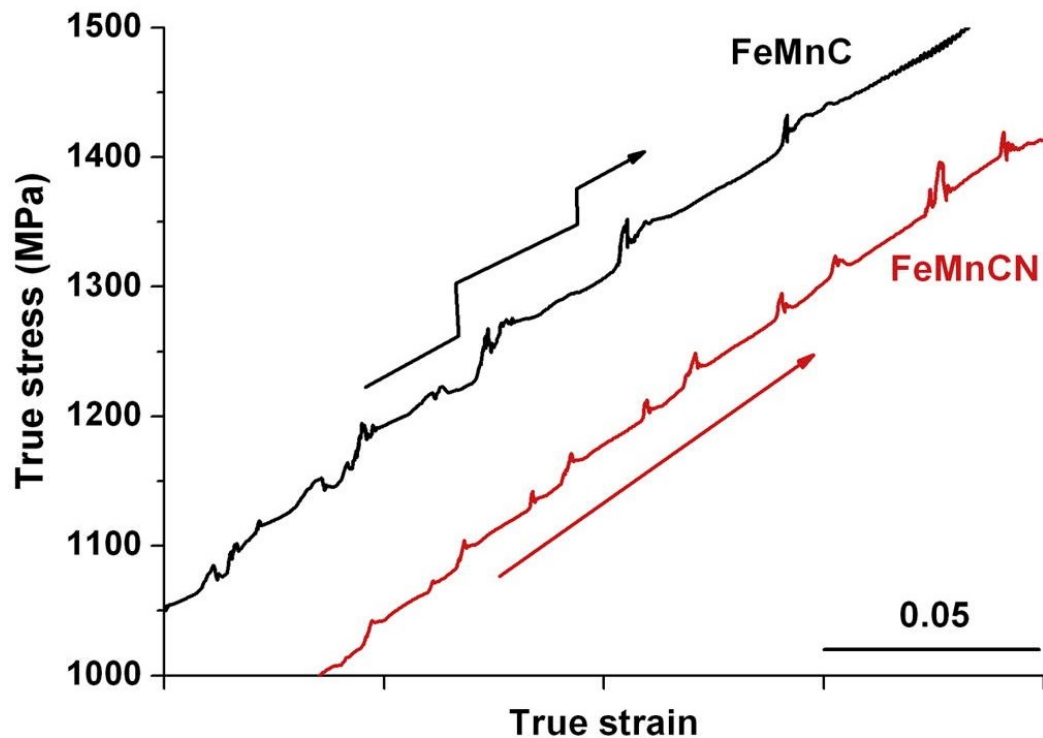


**Kuva 2.** 1020-teräksen jännitys-lämpötilakäyrä [6].

Dynaamista myötövanhenemistä esiintyy korotetuissa lämpötiloissa. Kuten jo yllä mainittu, tarkempi lämpötila riippuu materiaalista, mutta yleisesti ottaen kaikilla metalleilla merkittävää dynaamista myötövanhenemistä esiintyy eniten lämpötilan ollessa 200 ja 400 °C:n välillä. [6] Kuvassa 1 voidaankin huomata, että samalla materiaalilla ei tapahdu dynaamista myötövanhenemistä lämpötilan ollessa 200 °C, mutta lämpötilan kohotessa DSA:n määrä lisääntyy. Lämpötilan kohotessa liian korkeaksi, dynaaminen myötövanheneminen loppuu, sillä seosatomien diffuusionopeus on suurempi kuin dislokaatioiden nopeus, jolloin seosatomit eivät enää sido dislokaatioita paikoilleen yhtä tehokkaasti. [3, 7]

Dynaamisen myötövanhenemisen aktivoitumisenergia hiiltä sisältävissä teräksissä myötövanhenemisen alussa korreloi hiilen diffuusion kanssa, mutta korkeammissa lämpötiloissa, erityisesti dislokaatioiden vapautuessa, energia on korkeampi. Tämä viittaa siihen, että dislokaatioiden vapauttaminen on moniulotteisempaa eikä selity pelkästään Cottrellin efektilä. Hiilen diffuusio johtuu siitä, että dislokaatiot vetävät puoleensa seosaineita. Seosaineet liikkuvat liikkuvia dislokaatioita kohti, sillä dislokaatioliike aiheuttaa jännityskentän, jossa seosaineilla on matalampi energia. Tämä johtaa siihen, että materiaalin vapaa energia vähenee. Seosatomien pakkautuminen dislokaatioiden ympärille aiheuttaa niin kutsutun Cottrellin pilven. Cottrellin pilvi estää dislokaatiota liikkumasta plastisen

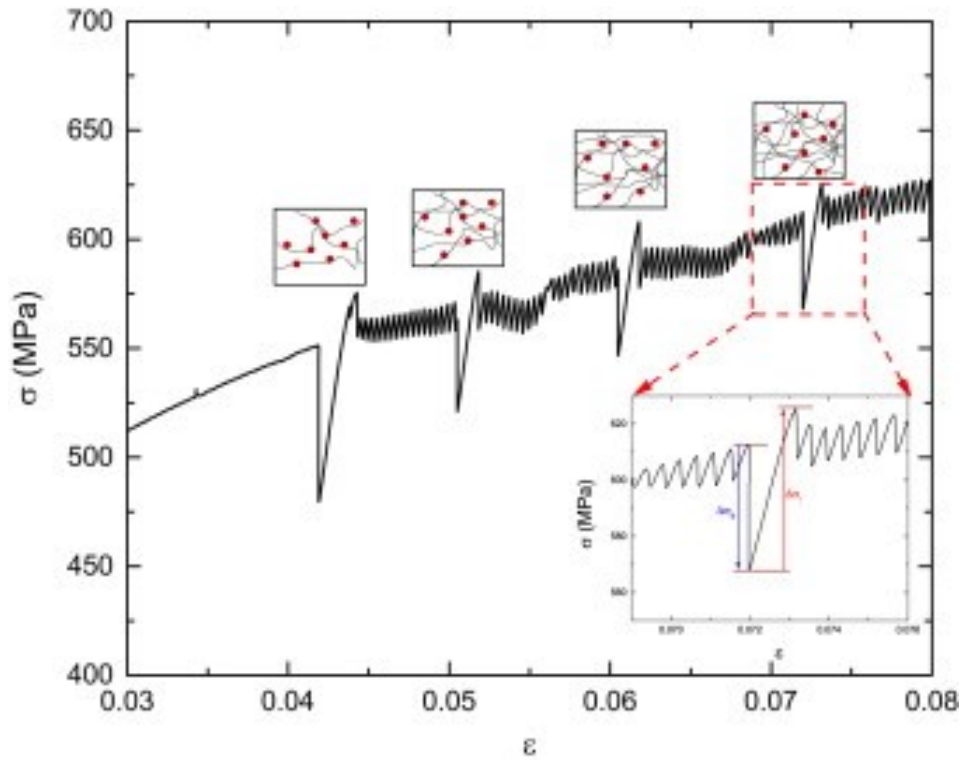
muodonmuutoksen aikana. Jotta plastinen muodonmuutos voisi jatkua, liikkuvia dislokaatioita täytyy muodostua lisää. Se puolestaan johtaa dislokaatioiden lisääntymiseen ja sitä kautta korkeampaan dislokaatiotiheyteen ja dislokaatioiden tasaisempaan jakautumiseen materiaalissa. Korkeampi jännitys johtaa muiden dislokaatiolähteiden aktivoitumiseen ja sitä kautta uusiin dislokaatioihin. Seosatomit ovat yleensä hiili- tai typpi-atomeja. Myös alumiini-, kromi-, nikkeli- ja piiatomit ja pienet karbidit voivat toimia seosatomien asemassa. [4, 7-10]



**Kuva 3.** Korkeamagnaanisen hiilen todellinen jännitys-myötymäkäyrä [11].

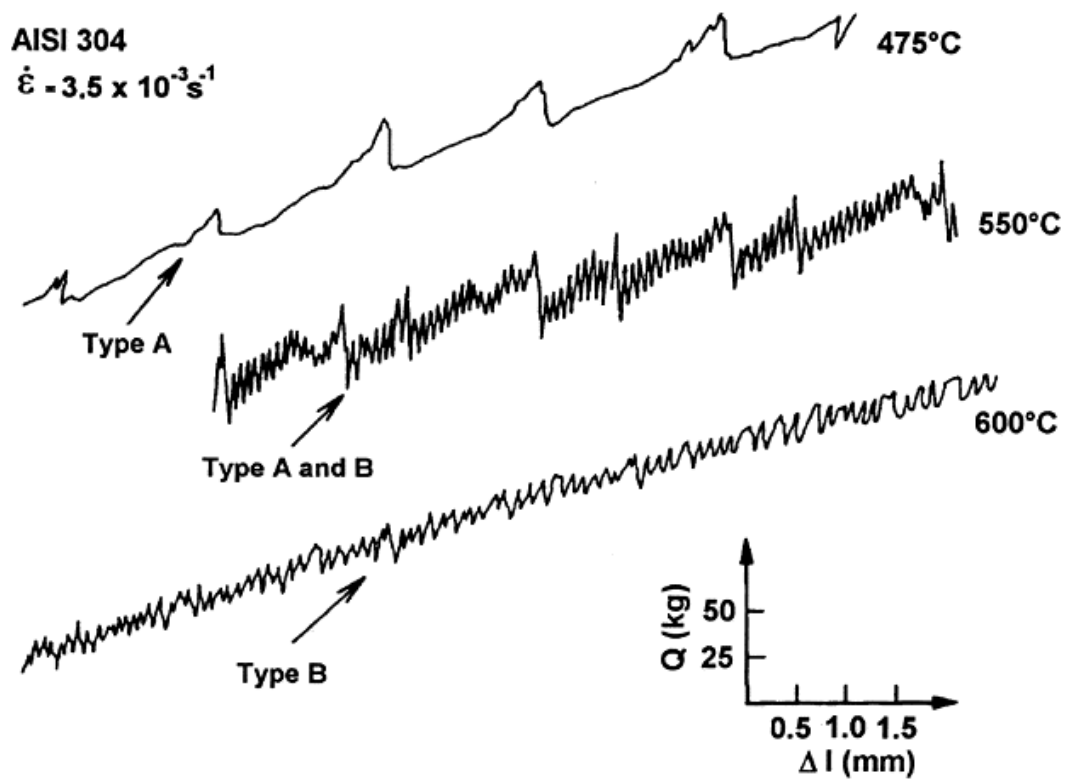
Dynaamista myötövanhenemista tapahtuu ainoastaan jännittyneessä tilassa olevissa metalleissa. Metallin lämpötila tulee olla korotettu, muodonmuutosnopeuden keskinkertainen tai korkea ja metallissa tulee olla seosatomeja. Esteet, jotka ovat seosatomeja, aiheuttavat nykivää dislokaatioliikettä ja odottamatonta materiaalin lujuuden muutosta, joka johtaa epästabiiliin virtausilmiöön. Makroskooppisella tasolla se näkyy materiaalin jännitys-myötymä-käyrän sahalaitaisuutena. Tätä makroskooppisen tason ilmiötä kutsutaan Portevin–Le Chatelier–efektiksi ja se on kuvattu kuvassa 4. [2, 5, 8]

PLC (Portevin–Le Chatelier)–efekti on makroskooppinen ilmiö, jossa materiaalin jännitys-myötymä-käyrä on sahalaitainen [12]. PLC-efekti on nähtävissä kuvassa 4.



**Kuva 4.** Portevin-Le Chatelier–efekti [8].

Portevin–Le Chatelier–efekti voi ottaa monenlaisia muotoja. Kaksi sahalaitaisuuden perustyyppiä ovat tyyppi A (Type A) ja tyyppi B (Type B), jotka ovat näkyvissä kuvassa 5. [13]



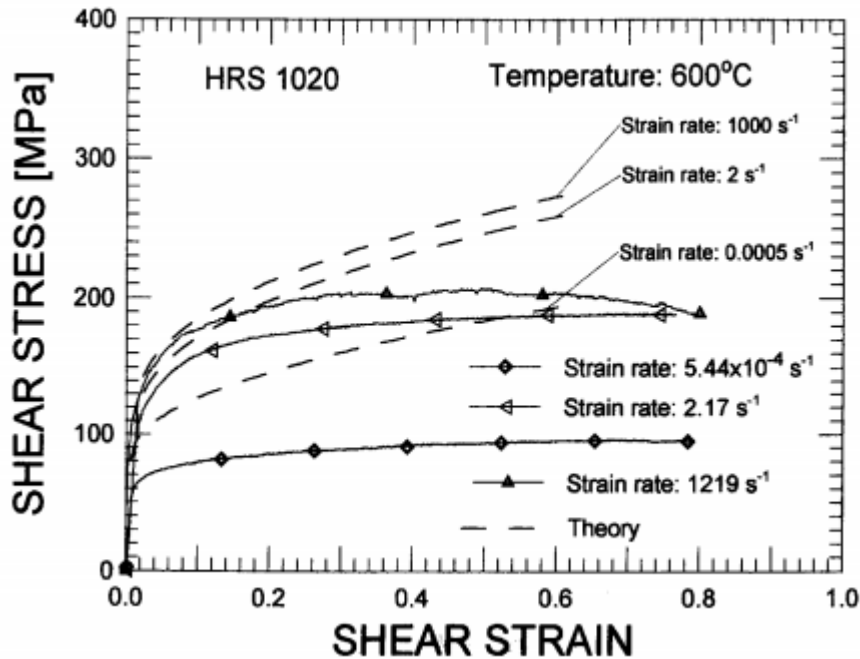
**Kuva 5.** Sahalaitaisuuden kaksi perustyyppiä Portevin – Le Chatelier – efektissä [13].

Tyyppiä A esiintyy dynaamisen myötövanhenemisen yhteydessä matalammissa lämpötiloissa ja tyyppiä B korkeammissa. [13]

Dynaamista myötövanhenemistä on pyritty hyödyntämään materiaalin ominaisuuksien parantamisessa. Esimerkiksi Chen [14] paransi AISI 304 -teräksen väsymislujuutta DSA-esikäsitteilyllä. Dislokaatiot olivat materiaalissa tasaisesti ja dislokaatioverkosto oli stabiili. Verkosto vähensi huomattavasti hauraiden murtumien muodostumista ja etenemistä ja näin ollen nostivat väsymislujuutta. Dislokaatioverkostolla tarkoitetaan dislokaatioiden jakautumista materiaalissa. Stabiilius tarkoittaa tässä yhteydessä sitä, että dislokaatiot pysyvät paikoillaan ja verkosto tasaisena. Myös Kerscher et al. [7] paransivat SAE52100-teräksen väsymiskestävyyttä kuormittamalla materiaalia syklistä korkeimmassa mahdollisessa lämpötilassa, jossa dynaamista myötövanhenemistä esiintyy. Heidänkin tutkimuksessaan dislokaatioiden määrä lisääntyi ja dislokaatioverkosto oli stabiili. Dislokaatiot rakenteen stabiilius johtuu siitä, että seosatomit lukitsevat liikkuvat dislokaatiot paikoilleen. Kuten Chenin kokeessa, myös Kerscher et al. kokeessa teräksen hauraiden murtumien muodostuminen ja eteneminen hidastuivat. Huang et al. [15] tekivät SA533B3-teräkselle väsymistestejä huoneenlämmössä ja 300°C lämpötilassa. Heidän tutkimuksensa mukaan dynaamisen myötövanhenemisen ja raekoon pienentämisen yhteisvaikutus paransi teräksen väsymiskestävyyttä.

## 2.1 Dynaamisen myötövanhenemisen tutkiminen

Dynaamista myötövanhenemistä testataan yleensä veto-, puristus- tai leikkauskokeilla. Esimerkiksi kuvassa 6 kuvataan leikkauskokeessa tapahtuvaa dynaamista myötövanhenemistä insinöörijännitys-myötymäkäyrällä. Kokeissa käytetään erilaisia kuormia materiaalista ja näytteen geometriasta riippuen ja niistä johtuen myös myötönopeus vaihtelee. Yleensä tuloksista tehdään insinöörijännitys-myötymäkäyriä, mutta myös todellisia jännitys-myötymäkäyriä, kuten kuvassa 3, tai vaihtoehtoisesti jännitys-lämpötilakäyriä, kuten kuvassa 2. Materiaalien mikrorakenteen kuvaamiseen käytetään yleisimmin läpivalaisuelektronimikroskopiaa (Transmission electron microscopy, TEM), mutta joissain tutkimuksissa on käytetty myös atomianturitomografiaa (Atom Probe Tomography, APT). Kokeet tapahtuvat korotetuissa lämpötiloissa, jotta dynaamista myötövanhenemistä voidaan havaita. [1-3, 13, 16]

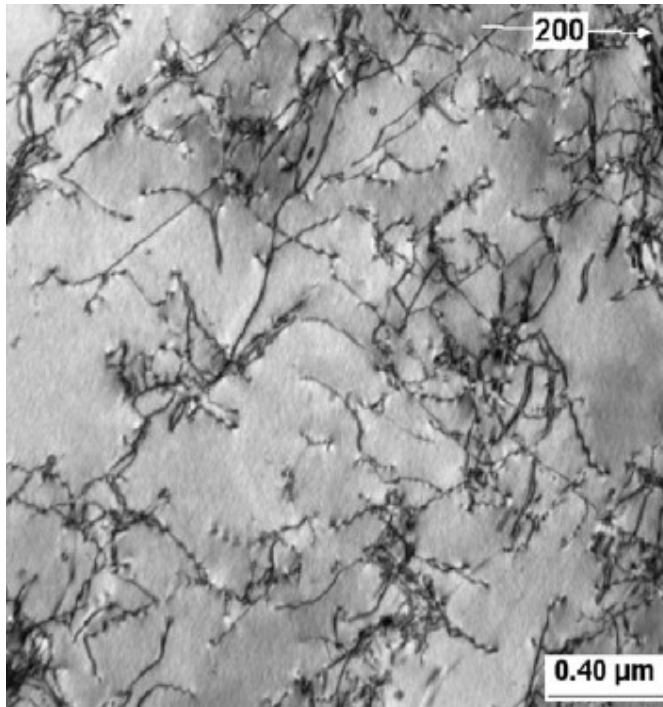


**Kuva 6.** 1020-teräksen insinöörijännitys-myötymäkäyrä [6].

Insinöörijännitys-myötymäkäyrä on nähtävissä esimerkiksi kuvissa 1 ja 6. Portevin – Le Chatelier – efektistä käyrän plastisen muodonmuutoksen alueella voidaan nähdä, että dynaamista myötövanhenemistä tapahtuu. Kuvassa 6 on verrattu kappaleessa 2.3.3 esiteltyä Gilatin ja Wun mallia ja kokeellisia jännitys-myötymäkäyriä eri myötönopeuksilla. [6]

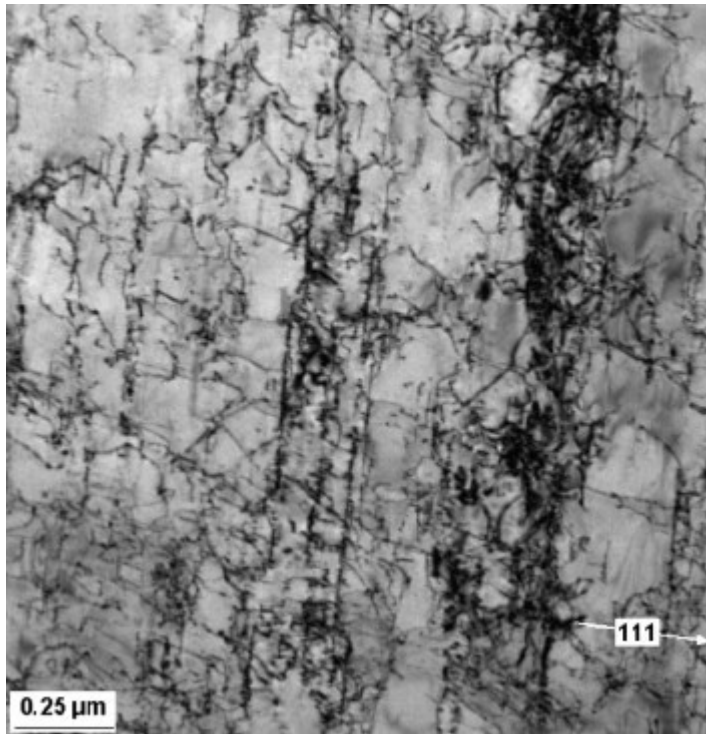
Sahalaitaisuuden koko kertoo, kuinka merkittävästi dislokaatioita vuorotellen lukittuu ja vapautuu ja sahalaitaisuuden suuruus voidaan laskea esimerkiksi kaavalla 2 [17]. Todelisessa jännitys-myötymäkäyrä, joka on nähtävissä kuvassa 3, näkyy vastaavasti sahalaitaisuutta dynaamisen myötövanhenemisen aikana. Lujuus-lämpötiläkäyrässä, joka on näkyvillä kuvassa 1, näkyy hetkellinen lujuuden nousu lämpötilan noustessa, joka viittaa dynaamiseen myötövanhenemiseen. Normaalisti jännitys-myötymäkäyrä on laskeva. [6]

Jos halutaan tietää tarkemmin materiaalin mikrorakenteesta tapahtuvista muutoksista, käytetään lisäksi läpivalaisuelektronimikroskopiaa. Sillä saadaan tietoa kiderakenteesta ja kemiallisesta koostumuksesta. Dynaamisessa myötövanhenemisen suhteen kiinnostavat mikrorakenteen muutokset ovat lähinnä dislokaatioiden liike ja lisääntyminen. Läpivalaisuelektronimikroskopiolla saadaan yleensä otettua kuvia vain jälkikäteen, joten sillä ei saa tarkkaa tietoa itse prosessista. [2, 3] Kuvassa 7 on nähtävissä läpivalaisuelektronimikroskooppilla otettu kuva ruostumattomasta teräksestä valmistetun näytesauvan päästä, johon ei ole aiheutunut muodonmuutoksia vetokokeessa [3].



**Kuva 7.** AISI 316- ruostumattoman teräksen dislokaatiot [3].

Kuvassa 8 on näkyvillä saman ruostumattoman teräksen dislokaatiot, kun sille on tehty vetokoe lämpötilassa 400 °C. Dislokaatiot ovat selkeästi lineaarisempia, josta voidaan huomata dynaamisen myötövanhenemisen vaikutus. Dislokaatioiden ja seosatomien vuorovaikutus dynaamisen myötövanhenemisen aikana rajoittaa dislokaatioliikkeen suuntaa estämällä dislokaatioiden ristiliukumista. Tästä seuraa se, että dislokaatiot pysyvät liik-  
keensä aikana samalla tasolla, joka ilmenee lineaarisena mikrorakenteena. [3]



**Kuva 8.** AISI 316 - ruostumattoman teräksen dislokaatiot vetokokeen jälkeen [3].

APT:n resoluutio on niin tarkka, että sillä saadaan kuvattua tarkasti hilatasoja ja pystytään tunnistamaan yksittäisiä dislokaatioviivoja. Sillä saadaan lisäksi myös kolmiulotteista kuvaa. Yhdistettynä TEMiin saadaan tieto sekä kiderakenteesta että kemiallisesta koostumuksesta. Kuvassa 11 on esimerkki siitä, millaisia kuvia APT:llä on mahdollista saada. [2]

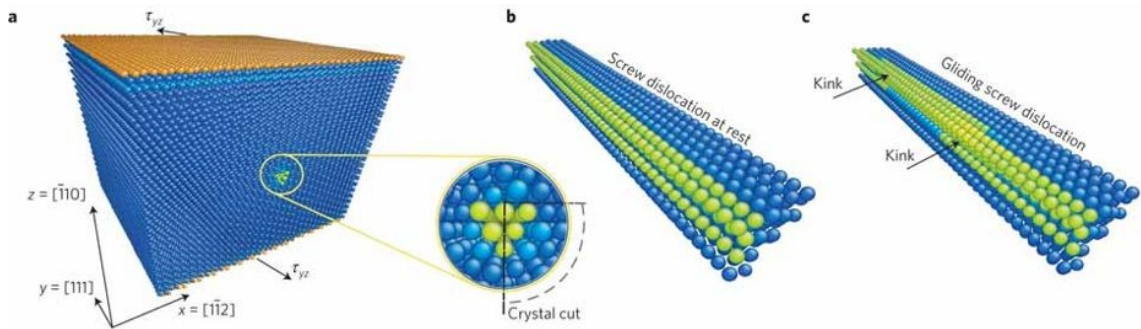
Caillard tutki dynaamista myötövanhenemistä vuonna 2016 [4] ja videoi dynaamisen myötövanhenemisen vaikutuksia läpivalaisuelektronimikroskoopilla, jolloin dislokaatioiden liike kesken prosessin on saatu myös videolle. Caillardin tutkimuksessa kuvatuilla videoilla näkyy dynaamiseen myötövanhenemiseen liittyvä nykivä dislokaatioliike.

## 2.2 Uusi Peierlsin mekanismi

Dynaaminen myötövanheneminen johtuu yleensä seosatomien diffuusion aiheuttamasta dislokaatioiden liikkeen estymisestä, kuten esimerkiksi Caillardin [4] tutkimuksessa todettiin. Caillardin ja Bonneville [16] tutkimuksessa kuitenkin havaittiin myös hyvin matalilla hiilipitoisuuksilla (45 at. ppm) dynaamista myötövanhenemistä, jonka aiheuttaa ”uusi Peierlsin mekanismi”. Uusi Peierlsin mekanismi tarkoittaa tässä yhteydessä korkeissa lämpötiloissa (200–500 °C), tapahtuvaa Peierlsin mekanismia, jonka aiemmin todettu tapahtuvan vain huoneenlämmössä. Caillard ja Bonneville esittivät tutkimuksensa, että korkeimmissa lämpötiloissa, joissa dynaamista myötövanhenemistä tapahtuu



(200–300 °C), dynaamisen myötövanhenemisen taustalla on ennemminkin uuden Peierlsin mekanismin aiheuttama ruuvidislokaatioiden lukittuminen kuin Cottrellin efektin, eli seosatomien diffuusion, aiheuttama särmädislokaatioiden lukittuminen. [16]



**Kuva 9.** a) tilakeskinen rautahila b) ruuvidislokaatio levossa c) polvipari liikkuvassa ruuvidislokaatiossa [18].

Hilarakenteissa esiintyy hilakitkaa, jota kutsutaan myös Peierlsin jännitykseksi (Peierls stress), joka saattaa olla huomattavankin suurta ruuvidislokaatioille, erityisesti tilakeskisissä kuutiollisissa hilarakenteissa. Kuvassa 9 a) on näkyvissä raudan tilakeskinen hilarakenne. Näissä tapauksissa dislokaation liuku tapahtuu Peierlsin mekanismin kautta, jossa lämpöliikkeen aiheuttama hilan värähtely johtaa polvipariin, kuten kuvassa 9 c) suorassa dislokaatiossa, joka on kuvassa 9 b). [18]

Tästä uudesta Caillardin ja Bonnevilleen havainnosta herää kysymys: onko myös metallin hilarakenteella vaikutusta dynaamiseen myötövanhenemiseen, erityisesti korkeimmilla lämpötiloilla, joissa dynaamista myötövanhenemistä tapahtuu. Toisaalta, tässä on nyt vain yksi tutkimustulos aiheesta, joten mitään suoria johtopäätöksiä asiasta ei voida vielä vetää.

## 2.3 Matemaattiset mallit

Perinteisesti plastista muodonmuutosta kuvaavat teoriat ja mallit eivät ota huomioon dynaamista myötövanhenemistä, vaan ennustavat plastiseen muodonmuutokseen tarvittavan jännityksen kasvavan monotonisesti. Dynaaminen myötövanheneminen kuitenkin vaikuttaa oleellisesti tarvittavaan jännitykseen ja siksi onkin nähty tarve kehittää malleja, jotka ottavat huomioon dislokaatioiden ja seosaineiden vuorovaikutuksen. [6] Tässä työssä käsitellään muutamia diffuusion perustuvia matemaattisia malleja. Olen valinnut työhön kolme mallia, jotka käsittelevät dynaamista myötövanhenemistä eri näkökulmista: Cottrell ja Bilby DSA:n alkamiseen tarvittavan myötymän suuruutta, Cuddy ja Leslie sahalaiteisuuden korkeutta jännitys-myötymäkäyrällä ja Gilat ja Wu puolestaan dynaamisen myötövanhenemisen aiheuttamaa jännitystä.

### 2.3.1 Cottrell–Bilby-malli

Cottrell-Bilby-malli juontaa juurensa Cottrellin malliin, jossa liikkuvien seosaineiden oletetaan vuorovaikuttavan näennäisesti viskoosisten liikkuvien dislokaatioiden kanssa. Dynaamisessa myötövanhenemisessä esiintyvä jännitys-myötymä-käyrän sahalaitaisuus johtuu toistuvasta dislokaatioiden lukitsemisesta ja vapauttamisesta seosaineiden lähellä. Kyseistä ilmiötä esiintyy, kun dislokaation nopeus on sama kuin seosaineen virtausnopeus dislokaatioiden jännityskentissä. Sahalaitaisuuden jännitys-myötymäkäyrässä oletetaan alkavan, kun dislokaation lukitsemiseen ja vapauttamiseen menee keskimäärin yhtä kauan. [1]

Cottrell–Bilby-mallin avulla voidaan laskea dynaamisen myötövanhenemisen alkamiseen tarvittavan myötymän suuruus. Cottrell-Bilby-malli kirjoitetaan muotoon:

$$\varepsilon = (\alpha_0 \cdot \frac{C_0}{C_1})^{3/2} \cdot (L \cdot \rho_m \cdot U_m \cdot \frac{D}{k \cdot T \cdot b}) \quad , \quad (1)$$

jossa  $\alpha_0$  on vakio, jonka arvo on noin kolme,  $C_0$  on seosaineen konsentraatio seoksessa,  $C_1$  on seosaineen konsentraatio, joka tarvitaan dislokaation lukitsemiseen,  $L$  on keskimääräinen etäisyys esteiden ja liikkuvien dislokaatioiden välillä,  $\rho_m$  on liikkuvien dislokaatioiden tiheys,  $U_m$  on seosaineen dislokaatioiden sidosenergia,  $D$  on seosaineen diffuusion vaikutuskerroin,  $T$  on lämpötila ja  $b$  on dislokaation Burgers-vektori. [1]

Dynaamisen myötövanhenemisen välttämiseksi tämä malli on erityisen hyödyllinen, sillä sen avulla voidaan laskea, millä venymällä prosessi alkaa missäkin lämpötilassa, kun tiedetään seosaineen konsentraatio, dislokaation lukitsemiseen vaadittava seosaineen konsentraatio, dislokaatioiden ja esteiden keskimääräinen etäisyys, liikkuvien dislokaatioiden tiheys, seosaineen dislokaatioiden sidosenergia, seosaineen diffuusion vaikutuskerroin ja dislokaation Burgers-vektori. Lisäksi mallista on hyötyä, jos nimenomaan pyritään aiheuttamaan dynaamista myötövanhenemistä aineen ominaisuuksia parantavana esikäsittelymenetelmänä, kuten Chen [14], Kerscher et al. [7] ja Huang et al. [15] tutkimuksissaan. Mallin hyödyntäminen vaatii kuitenkin syvällistä ymmärrystä materiaalien mekaanisesta käyttäytymisestä mikrotasolla, jotta kaikki tarvittavat muuttujat saadaan selvitettyä. Mallia voisi käyttää myös toisin päin: jos tiedetään venymä, jolla dynaaminen myötövanheneminen alkaa, sillä voidaan esimerkiksi selvittää  $C_1$ , eli dislokaation lukitsemiseen vaadittava seosaineen konsentraatio tietylle materiaalille tietyssä lämpötilassa.

### 2.3.2 Cuddy–Leslie-malli

Cuddy–Leslie-malli on L.J. Cuddyn ja W.C. Leslien 1970-luvulla kehittämä matemaattinen malli. Se mallintaa kuorma-venymäkäyrän dynaamisesta myötövanhenemisestä johtuvan sahalaitaisuuden suuruutta [17]. Malli voidaan kirjoittaa muotoon:

$$\Delta\theta = A + B * \log(t * \exp(-QRT)) \quad , \quad (2)$$

jossa  $\Delta\theta$  on sahalaitaisuuden korkeus, A ja B ovat vakioita, t on aika, T on lämpötila, R on kaasuvakio ja Q on sahalaitaisuuden syntymisen ja kasvun aktivointienergia. Q on noin puolet raudan seosatomien diffuusion aktivoimisenergiasta [17].

Koska  $\Delta\theta$  kuvaa sahalaitaisuuden korkeutta kuorma-venymäkäyrällä, se kertoo, kuinka paljon dynaamisen myötövanhenemisen ilmentyminen kasvattaa esimerkiksi millimetrin venymään vaadittavaa kuormaa. Eli  $\Delta\theta$  toisin sanoen kuvaa, kuinka paljon materiaali on lujittunut DSA:n seurauksena. Tämän funktion suurimman käytön näkisin olevan mitaustulosten analysoinnin apuna, eli niissä tilanteissa, kun  $\Delta\theta$  itsessään tiedetään ja halutaan selvittää Q:n arvo.

### 2.3.3 Gilatin ja Wun malli

Gilat ja Wu esittivät tutkimuksessaan [6] mallin, joka esittää dynaamisen myötövanhenemisen aiheuttaman vaikutus kappaleen jännitykseen.

$$\tau_c = \frac{B_1}{v_c} \left[ \frac{(\gamma^p)^{m+\beta}}{T \cdot \gamma^p} * \exp\left(-\frac{Q_m}{k \cdot T}\right) \right]^{\frac{2}{3}}, \quad (3)$$

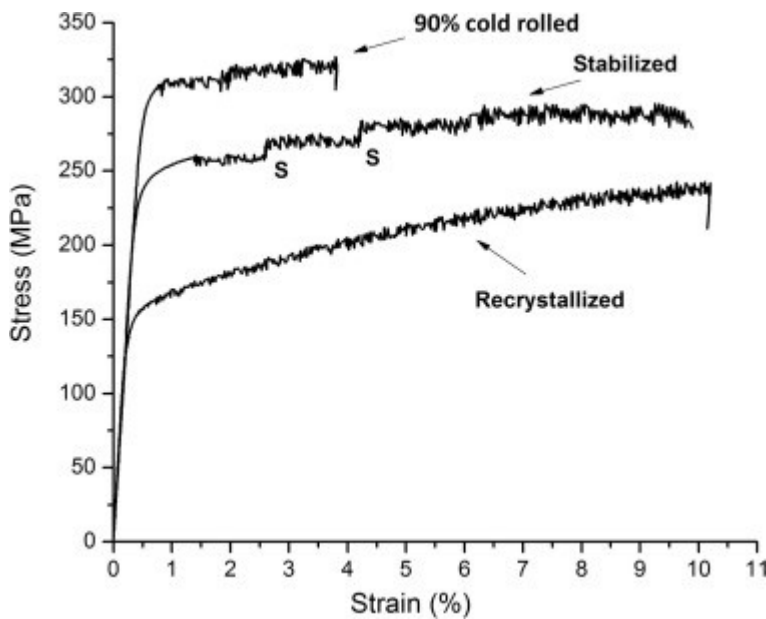
jossa  $\tau_c$  on dynaamisen myötövanhenemisen vaikutus,  $B_1$  on vakio,  $v_c$  on tilavuus, joka vaaditaan aktivoimaan energiakynnys, joka aiheutuu, kun seosaineet liikkuvat dislokaatioita kohti,  $(\gamma^p)^m$  on dislokaatiotiheys myötönopeuden funktiona,  $(\gamma^p)^\beta$  on vakanssien tiheys myötönopeuden funktiona, T on absoluuttinen lämpötila,  $\gamma^p$  on plastinen myötönopeus,  $Q_m$  on seosaineiden liike-energia ja k on Boltzmannin vakio [6].

Tässä työssä esitellyistä matemaattisista malleista tämä on mielestäni materiaalien kestävyiden analysoinnin suhteen tärkein, sillä se antaa tietoa siitä, miten materiaalin jännitystila muuttuu dynaamisen myötövanhenemisen aikana. Tämän mallin avulla tulosten saaminen vaatii kuitenkin hyvin syvällistä tietoa dislokaatioista ja seosaineiden diffuusiosta. Funktiota voisi jännitystilan muutosten analysoinnin ja ennakkoinnin lisäksi käyttää hyvin esimerkiksi siihen, että selvitetään jonkin materiaalin ominaisuuksia, esimerkiksi dislokaatiotiheys tai vakanssien tiheys myötönopeuden funktiona.

## 2.4 Atomitason vuorovaikutus

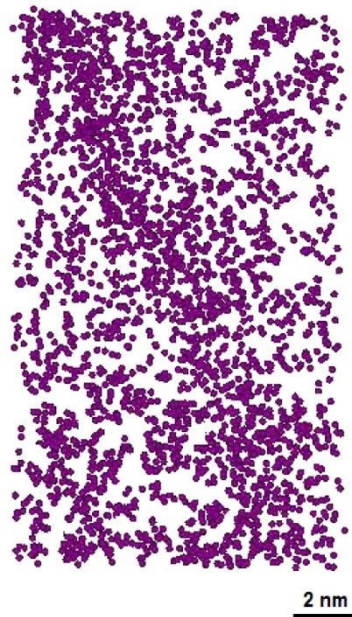
Kuten jo aiemmin todettiin, dynaaminen myötövanheneminen ilmiönä perustuu seosatomien ja matriisin dislokaatioiden vuorovaikutukseen ja siitä seuraa epätasaista dislokaatioliikettä ja odottamatonta lujisuuden kohoamista ja laskemista. Seosatomien ja dislokaatioiden välistä atomitason vuorovaikutusmekanismien vaikutusta dynaamiseen myötövanhenemiseen on tutkittu vasta vähän. [2, 4, 8]

On kehitetty myös malleja, jotka ottavat huomioon seosaineiden vetovaikutuksen. Ne huomioivat muodonmuutoksen aikana liikkuvien dislokaatioiden ympärillä olevien seosatomien avaruusjakauman dislokaatioliikkeen funktiona. H. Aboulfadl et al. [2] tutkivat vuonna 2015 seosaineiden vetovaikutusta dynaamiseen myötövanhenemiseen alumiini-magnesiumseoksella. Seos kylmävalssattiin ja siitä tehtiin kolme näytettä, joista kaksi lämpökäsiteltiin. Kuvassa 10 on näkyvissä näytteiden insinöörijännitys-myötymäkäyrät.



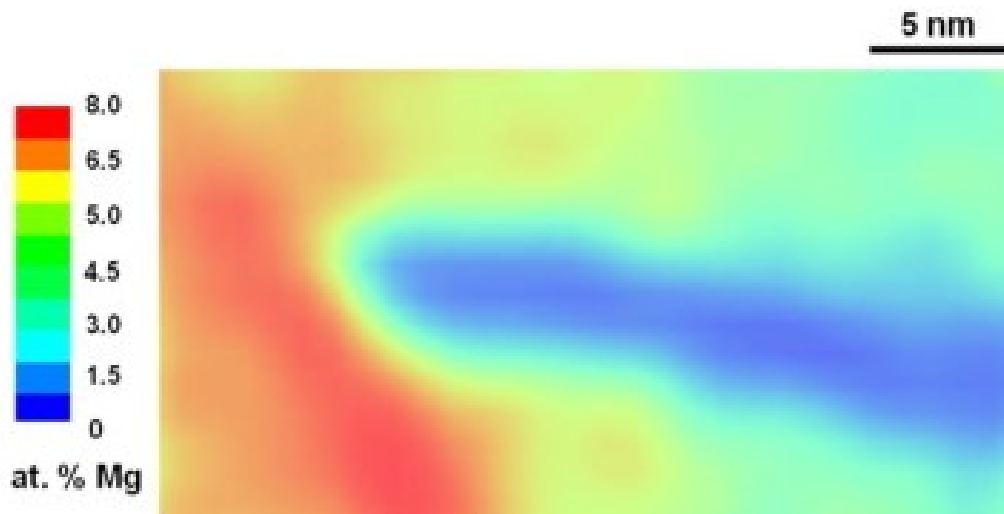
**Kuva 10.** Alumiini-magnesiumnäytteiden jännitys-myötymäkäyrät [2].

Tutkimuksessa käytettiin kuvantamiseen ATP:tä ja läpivalaisuelektronimikroskooppia. ATP-testien tuloksena huomattiin, että dislokaatioiden ympärillä magnesiumkonsentraatio oli suurempi kuin muualla materiaalissa. Kuvassa 11 näkyy magnesiumtihentymä, joka on dislokaatioviivan kohdalla. [2]



**Kuva 11.** *Magnesiumtiheyttä dislokaation kohdalla. [2]*

Tutkimuksesta voidaan päätellä, että seosaineena ollut magnesium on vuorovaikutuksessa dislokaatioiden kanssa muodonmuutoksen aikana. Kuvassa 12 näkyy magnesiumin konsentraatio näytteessä dislokaation ympärillä. [2]



**Kuva 12.** *Magnesiumkonsentraatio dislokaation ympärillä. [2]*

Dislokaatio näkyy sinisenä viivana keskellä kuvaa 12. Magnesium on keskittynyt lähelle dislokaatiota. [2]

Vaikka tutkimus onkin tehty alumiiniseokselle eikä teräkselle, ilmiö todennäköisesti toistuu myös teräksien dynaamisen myötövanhenemisen kohdalla. Tämän väitteen voi perustella sillä, että molempien toimintaperiaate on sama, eli metallimatriisin seosatomien diffuusio. Lisäksi, kuten aiemmin mainittu, pelkkä Cottrellin efekti ei selitä dynaamista myötövanhenemistä täysin.

### 3. SEOSATOMIEN VAIKUTUS DYNAAMISEEN MYÖTÖVANHENEMISEEN TERÄKSISSÄ

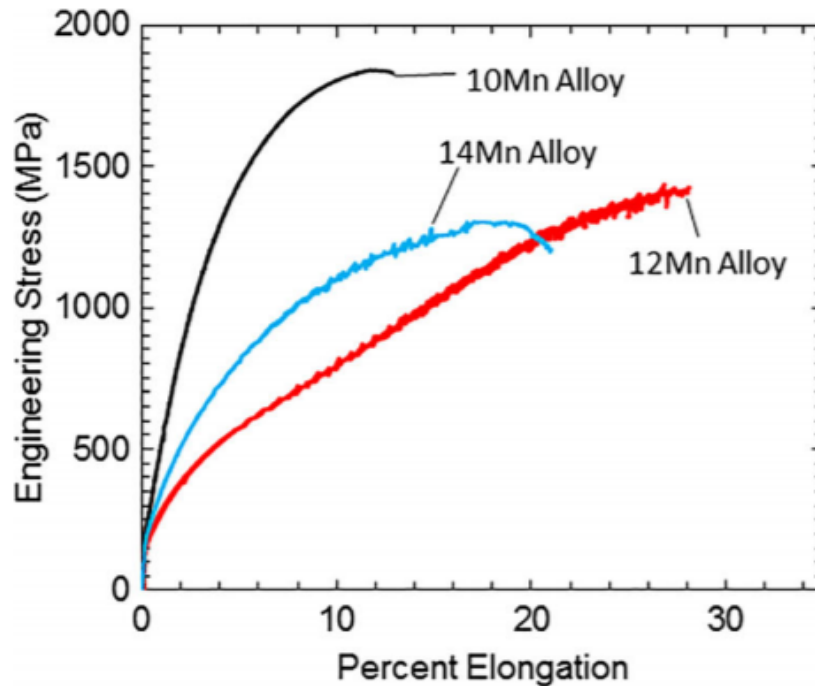
Tässä kappaleessa käydään läpi erilaisilla kokeilla löydettyjä syitä dynaamiseen myötövanhenemiseen. Testatut materiaalit ovat pääosin teräksiä. Kuten luvussa kaksi todettiin, dynaamisen myötövanhenemisen taustalla on metallimatriisin dislokaatioiden ja metallin seosatomien välinen vuorovaikutus. Dislokaatioiden liikkeen aiheuttama jännityskenttä vetää puoleensa seosatomeita aiheuttaen seosatomien diffuusion.

#### 3.1 Hiili ja typpi

Caillardin vuonna 2016 julkaistussa tutkimuksessa [4] tutkittiin hiilen vaikutusta dynaamiseen myötövanhenemiseen TEMin avulla. Tutkimuksessa todettiin, että puhtaassa raudassa hiilellä on dynaamista myötövanhenemistä edistävä vaikutus hiilen diffuusion vuoksi. Tutkimuksessa todettiin myös, että mitä suurempi hiilen konsentraatio materiaalissa oli, sitä enemmän dynaamista myötövanhenemistä voitiin havaita.

Myös Querioz et al:n vuonna 2012 julkaistussa tutkimuksessa [19] tultiin siihen lopputulokseen, että dynaaminen myötövanheneminen dual-phase-teräksissä johtuu hiilen diffuusiosta. Tutkimuksessa mitattiin DSA:n aktivoitumisenergioita. PLC-efektin alussa aktivoitumisenergia oli 83kJ/mol, joka vastaa hiilen diffuusion aktivoitumisenergiaa. Kun venymä oli 5%, aktivoitumisenergia maksimimuodonmuutoslujuudelle oli 156 kJ/mol, joka vastaa arvoa, joka saadaan, kun lasketaan yhteen hiilen diffuusion aktivoitumisenergia ferriitissä ja hiilen ja dislokaatioiden vuorovaikutusenergia.

Field ja Van Aken [20] tutkivat dynaamista myötövanhenemistä mangaania sisältävässä TRIP (Transformation induced plasticity) -teräksessä. Tutkimuksessa oli kahta eri mangaania sisältävää terästä. Kolmanneksi metalliksi valittiin typpi- ja hiilipitoisuudeltaan matala seos. Tämä toteutettiin lisäämällä kromia, joka sitoo itseensä hiilinitridejä  $\text{Cr}_{23}(\text{C},\text{N})_6$ -yhdisteeksi. Tutkimuksessa todettiin, että yhdisteessä, johon oli lisätty kromia, DSA alkoi korkeammassa lämpötilassa kuin kahdessa muussa teräksessä. Kuvassa 13 on näkyvissä tutkimuksessa käytettyjen terästen insinööri-jännitys-myötymäkäyrät. Teräs, johon on lisätty kromia, on 12Mn-seos(Alloy). Siinä alkaa esiintyä Portevin Le Chatelier -efektiä suuremmilla myötymillä kuin 14Mn-seoksessa(Alloy), joka ei sisällä lisättyä kromia ja näin ollen sisältää suuremman määrän vapaata hiiltä ja typpeä.



**Kuva 13.** Fieldin ja Van Akenin tutkimuksen terästen insinöörijoännitys-myötymäkäyrät [20].

Myös Baird ja Jamieson [21] osoittivat tutkimuksessaan, että poistamalla typpeä teräksestä käyttämällä nestemäistä vetyä, dynaamista myötövanhenemistä ei enää esiintynyt.

Typipitoisuuden on todettu vaikuttavan dynaamiseen myötövanhenemiseen. Sitä ovat tutkineet esimerkiksi Ganesan et al. [1] vuonna 2014 sekä Lee et al. [11] vuonna 2011. Ganesan et al. tutkimuksessa teräksissä oli typpeä 0,07 m-% (massaprosentti), 0,11 m-%, 0,14 m-% ja 0,22 m-%. Vähiten typpeä sisältävällä teräksellä esiintyi DSA:ta lämpötiloissa 723–923K ja eniten typpeä sisältävällä lämpötilan ollessa 823–923K. Dynaamista myötövanhenemistä näyttäisi tapahtuvan eniten matalilla typipitoisuuksilla ja vähiten korkeimmilla typipitoisuuksilla. Tämä tulos on päinvastainen McCormickin DSA-teorian kanssa ja aiheutti ihmetystä myös tutkijoissa. McCormickin teorian mukaan seosainien lisääntyminen lisää myös dynaamisen myötövanhenemisen ilmenemistä. [1]

Lee et al. tutkimuksessa tutkittiin typen vaikutusta teräkseen, joka sisälsi 18 m-% mangaania ja 0,6 m-% hiiltä. Myös Le[20]e et al. tutkimuksessa tultiin siihen tulokseen, että typipitoisuutta kasvattamalla myös venymä, jolla DSA alkaa, kasvaa. [11] Molemmissa esitellyissä tutkimuksissa päädyttiin siis siihen tulokseen, että typipitoisuuden kasvattaminen vähentää DSA:n yhteydessä esiintyvää Portevin–Le Chatelier–efektiä. [1, 11]

Saatu tulos johtuu todennäköisesti siitä, että teräksissä olleet muut seosaineet ovat sitoneet vapaata typpeä ja hiiltä itseensä, jolloin dynaamisen myötövanhenemisen esiintyminen vähenee. Tälle väitteelle saa tukea esimerkiksi Bairdin ja Jamiesonin [21] sekä Fiel-

din ja Van Akenin [20] tutkimuksista, joissa joko poistettiin tai pyrittiin sitouttamaan vapaata typpeä (ja hiiltä) yhdisteiksi, jotka eivät aiheuttaisi diffuusiollaan dynaamista myötövanhenemistä. Ganesan et al. ja Lee et al. tutkimuksissa ei ole otettu kantaa vapaan typen määrään, vain ainoastaan typen massaprosenttiin teräksessä.

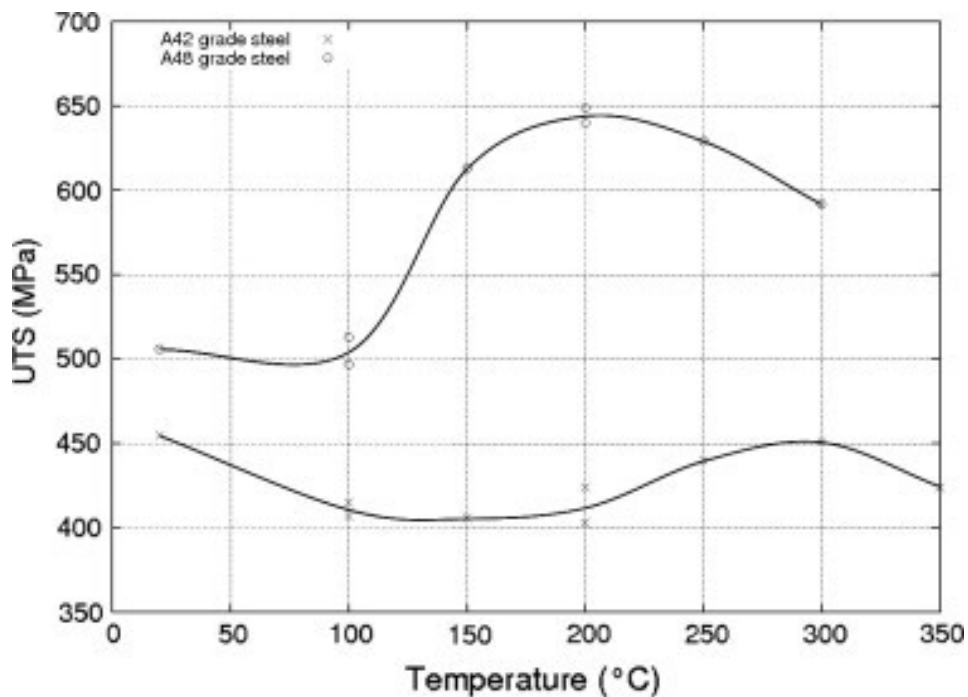
### 3.2 Muut seosaineet

Huang et al. vuonna 2015 julkaistussa tutkimuksessa [22] tutkittiin seosaineiden keskinäisen vuorovaikutuksen vaikutusta DSA:n esiintymiseen materiaalissa. Taulukossa 1 on nähtävillä tutkimuksessa testattujen terässeosten kemialliset koostumukset.

**Taulukko 1. Testattujen materiaalien kemialliset koostumukset [22].**

Matériau	C	S	P	Si	Mn	Ni	Cr	Mo	Cu	Sn	Al	N	O
A42	0.140	0.0057	0.016	0.225	0.989	0.024	0.021	0.002	0.027	0.003	0.045	0.0082	0.0006
A48	0.198	0.012	0.0104	0.207	0.769	0.135	0.095	0.025	0.273	0.023	0.004	0.0083	0.0049

Materiaali A48 on puolitiivistettyä terästä, jonka alumiinipitoisuus on erittäin pieni, joten alumiini ei voi sitoa typpeä alumiininitridiksi, eli typpeä jää paljon vapaaksi. Materiaali A42 on täystiivistettyä terästä, jossa alumiinia on riittävästi sitomaan lähes kaikki typpi. Kuvassa 14 on näkyvillä materiaalien murtovetolujuudet lämpötilan funktiona. A48:lla on korkeampi hiili- ja typpipitoisuus, minkä seurauksena sen vetolujuus on selkeästi suurempi kuin A42:n. Lisäksi mangaani sitoo itseensä hiiltä ja A42:ssa on mangaania enemmän kuin A48:ssa. [22]



**Kuva 14.** A48- ja A42-terästen vetolujuus lämpötilan funktiona [22].



Huang et al. [22] tutkimuksen perusteella voidaan siis päätellä, että monet lisäaineet eivät välttämättä itse sinällään vaikuta dislokaatioiden liikkuvuuteen, mutta niillä on hiiltä tai typpeä sitova vaikutus, joka puolestaan vaikuttaa dynaamisen myötövanhenemisen esiintymiseen. Samaa teoriaa puoltavat myös Caillardin [4] sekä Fieldin ja Van Akenin [20] tutkimukset vuosilta 2016 ja 2018. Field ja Van Aken totesivat kromin on vähentävän DSA:n esiintymistä, sillä se sitoo hiiltä ja typpeä itseensä mm.  $\text{Cr}_{23}(\text{C,N})_6$ -yhdisteeksi. Caillardin tutkimuksessa havaittiin lisäksi, että korkeissa lämpötiloissa vapaaksi jääneen kromin, alumiinin, nikkelin tai piin diffuusio aiheuttaa myös dynaamista myötövanhenemistä. Näiden seosaineiden lisääminen teräkseen toimi Caillardin tutkimuksessa siten, että dynaamista myötövanhenemistä alkoi tapahtua vasta korkeammissa lämpötiloissa kuin yleensä. Tämän pääteltiin johtuvan siitä, että dynaamisen myötövanhenemisen aiheutti jokin muu seosatomi kuin hiili. Kromi, alumiini, nikkeli ja pii sitoivat vapaan hiilen itseensä yhdisteiksi. Ne atomit, joita ei tarvittu hiilen sitomiseen, jäivät vapaiksi ja aiheuttivat diffuusiollaan dynaamista myötövanhenemistä. Korkeampi lämpötila johtuu siitä, että isommat atomit tarvitsevat korkeamman lämpötilan diffuusion alkamiseksi. [4]

Venkadesan et al. [23] osoitti tutkimuksessaan, että parantamalla titaatin suhdetta hiileen ja typpeen 3,6:sta 5,3:en, saatiin nostettua dynaamisen myötövanhenemisen aktivoitumisenergiaa 85 kJ/mol:sta 121 kJ/mol:iin. Lisäksi Cuddy ja Leslie [17] huomasivat, että lisäämällä teräkseen titaania, dynaamisen myötövanhenemisen alkamisen lämpötilaa saatiin nostettua. Kun yleensä DSA:ta on alettu havaita välillä 473–523 K, titaatin lisääminen nosti DSA:n alkamislämpötilan välille 673–773 K.

## 4. YHTEENVETO

Dynaamista myötövanhenemistä esiintyy jännittyneessä tilassa olevilla metalleilla korotetuissa lämpötiloissa, useimmiten merkittävää DSA:ta esiintyy lämpötilan ollessa välillä 200–400°C. Dynaaminen myötövanheneminen ilmiönä johtuu siitä, että dislokaatiot vuorotellen lukittuvat ja vapautuvat. Tämä aiheuttaa jännitys-myötymäkäyrille Portevin Le Chatelier -efektiä, eli käyrän sahalaitaisuutta.

Dislokaatioiden lukittumisen teräksissä on aiemmin ajateltu johtuvan pelkästään hiilen diffuusiosta, joka tapahtuu, kun liikkuvat dislokaatiot vetävät puoleensa hiiliatomeja. Kuitenkin myös esimerkiksi hiilen ja dislokaatioiden välinen atomitason vuorovaikutus vaikuttaa omalta osaltaan DSA:han. Toinen usein dynaamista myötövanhenemistä aiheuttava alkuaine on typpi. Lisäksi myös muut seosaineet, kuten alumiini, kromi, pii ja nikkeli sekä pienet karbidit voivat aiheuttaa diffuusiollaan dislokaatioiden lukittumista, kun lämpötila on niin korkea, että hiilen ja typen diffuusionopeus on dislokaatioliikkeen nopeutta suurempi, eivätkä ne enää lukitse dislokaatioita paikoilleen.

Lisäksi moni teräksen seosaine vaikuttaa dynaamista myötövanhenemistä vähentävästi. Tämä vaikutus johtuu siitä, että jotkin seosaineet pystyvät sitomaan itseensä hiiltä ja typpeä ja muodostamaan niin suurikokoisia yhdisteitä, etteivät ne aiheuta dynaamista myötövanhenemistä. Tällaisia alkuaineita on todettu olevan esimerkiksi kromi, mangaani, alumiini ja titaani.

On löydetty myös ”uudeksi Peierlsin mekanismiksi” nimetty mekanismi, joka aiheuttaa dynaamista myötövanhenemistä. Uutta Peierlsin mekanismia esiintyy korkeimmissa lämpötiloissa, joissa dynaamista myötövanhenemistä tapahtuu. Peierlsin mekanismin on aiemmin todettu vaikuttavan vain noin huoneenlämmössä. Peierlsin mekanismi lukitsee ruuvidislokaatioita ja sitä tapahtuu eniten tilakeskisissä kuutiollisissa hiloissa. Metallien hilarakenteellakin voi siten olla vaikutus dynaamiseen myötövanhenemiseen. Toisaalta, tästä on tehty vain yksittäisiä havaintoja, joten aiheetta pitäisi tutkia paljon lisää, jotta mitään varmaa voidaan sanoa.

Dynaamista myötövanhenemistä pidetään yleisesti ottaen huonona tai epätoivottuna asiana. Siihen saattaa vaikuttaa esimerkiksi se, että DSA:ta ei vielä tunneta täysin ilmiönä, joten se saattaa vaikuttaa hieman epäluotettavalta. Lisäksi on hieman haastavaa keksiä sovelluksia, joissa dynaamista myötövanhenemistä voisi hyödyntää, sillä se vaatii korkean lämpötilan ja jännittyneen tilan. Lisäksi dynaamisen myötövanhenemisen aikana lujuus muuttuu hyvinkin nopeasti venymän funktiona.

Dynaamista myötövanhenemistä on myös käytetty materiaalien ominaisuuksien parantamiseen useammassa eri tutkimuksessa. DSA-esikäsitteilyllä on kasvatettu materiaalien väsymiskestävyyttä. Väsymiskestävyys on parantunut, sillä dynaaminen myötövanheneminen on lisännyt dislokaatiotiheyttä ja tasannut dislokaatioiden esiintymistä materiaalissa. Lisäksi dislokaatorakenne on stabiilimpi, kun seosatomit ovat lukinneet liikkuvat dislokaatiot paikoilleen. Dislokaatioiden määrän lisääntyminen ja tasaantuminen materiaalissa johtavat siihen, että murtumien muodostuminen ja eteneminen hidastuvat huomattavasti.

Kaiken kaikkiaan dynaaminen myötövanheneminen on ilmiönä hyvin kiinnostava ja moniulotteinen. Dynaamista myötövanhenemistä ei siis voida hyödyntää, kun teräs on käytössä, vaan silloin sitä pitäisi välttää voimakkaiden materiaalin lujuuden vaihteluiden vuoksi. Esikäsitteilymenetelmänä dynaamista myötövanhenemistä kuitenkin on käytetty useammassa tutkimuksessa hyvin tuloksin. Tästä voi vetää johtopäätöksen, että dynaamisen myötövanhenemisen tutkimista kannattaa jatkaa, sillä se voi tulevaisuudessa olla hyvä keino paremman dislokaatorakenteen ja sitä kautta paremman väsymiskestävyyden saavuttamiseen. Tässä työssä vielä ehditty paneutua kovinkaan syvällisesti itse ilmiön kaikkiin puoliin tai syihin sen taustalla. Pikemminkin työssä annettiin yleiskuva siitä, mitä dynaaminen myötövanheneminen oikeastaan on ja mitkä asiat vaikuttavat siihen.

## LÄHTEET

- [1] Ganesan, V; Laha, K; Nandagopal, M; Parameswaran, P; Mathew, M D, Effect of nitrogen content on dynamic strain ageing behaviour of type 316LN austenitic stainless steel during tensile deformation, in: MATERIALS AT HIGH TEMPERATURES, MANEY PUBLISHING, LEEDS, 2014, pp. 162-170.
- [2] Aboulfadl, H; Deges, J; Choi, P; Raabe, D, Dynamic strain aging studied at the atomic scale, in: Acta Materialia, 2015, pp. 34-42.
- [3] Karlsen, Wade; Ivanchenko, Mykola; Ehrnstén, Ulla; Yagodzinskyy, Yuriy; Hänninen, Hannu, Microstructural manifestation of dynamic strain aging in AISI 316 stainless steel, in: Journal of Nuclear Materials, 2009, pp. 156-161.
- [4] Caillard, D, Dynamic strain ageing in iron alloys: The shielding effect of carbon, in: Acta Materialia, 2016, pp. 273-284.
- [5] Feng, Yu; Mandal, Sudipto; Gockel, Brian; Rollett, Anthony D, Extension of the Mechanical Threshold Stress Model to Static and Dynamic Strain Aging: Application to AA5754-O, in: Metall and Mat Trans A, Springer US, 2017, pp. 5591-5607.
- [6] Gilat, Amos; Wu, Xinrong, Plastic deformation of 1020 steel over a wide range of strain rates and temperatures, in: International Journal of Plasticity, 1997, pp. 611-632.
- [7] Kerscher, E; Lang, K -H; Vöhringer, O; Löhe, D, Increasing the fatigue limit of a bearing steel by dynamic strain ageing, in: International Journal of Fatigue, 2008, pp. 1838-1842.
- [8] Caillard, D; Martin, J L, Thermally Activated Mechanisms in Crystal Plasticity: Pergamon Materials Series v. 8, Chapter 3 - Interactions Between Dislocations and Small-size Obstacles, Pergamon, 2003, pp. 57-82.
- [9] Cottrell, Alan Howard, Dislocations and plastic flow in crystals, Chapter 13: Anchoring of Dislocations by Solute Atoms, Clarendon Pr, Oxford, 1965, pp. 133-150.
- [10] Ye, Chang; Suslov, Sergey; Kim, Bong Joong; Stach, Eric A; Cheng, Gary J, Fatigue performance improvement in AISI 4140 steel by dynamic strain aging and dynamic precipitation during warm laser shock peening, in: Acta Materialia, 2011, pp. 1014-1025.
- [11] Lee, Sangwon; Kim, Jinkyung; Lee, Seok-Jae; De Cooman, Bruno C, Effect of nitrogen on the critical strain for dynamic strain aging in high-manganese twinning-induced plasticity steel, in: Scripta Materialia, 2011, pp. 528-531.

- [12] Sarkar, Apu; Maloy, Sturat A; Murty, Korukonda L, Investigation of Portevin–Le Chatelier effect in HT-9 steel, in: *Materials Science and Engineering: A*, 2015, pp. 120-125.
- [13] de Almeida, L H; Le May, I; Emygdio, P R O, Mechanistic Modeling of Dynamic Strain Aging in Austenitic Stainless Steels, in: *Materials Characterization*, 1998, pp. 137-150.
- [14] Chen, Wenzhe; Qian, Kuangwu, Effects of dynamic strain aging on pure bending fatigue strength of austenitic stainless steel, in: *Jinshu Xuebao/Acta Metallurgica Sinica*, 1989, pp. A136.
- [15] Huang, J Y; Hwang, J R; Yeh, J J; Chen, C Y; Kuo, R C; Huang, J G, Dynamic strain aging and grain size reduction effects on the fatigue resistance of SA533B3 steels, in: *Journal of Nuclear Materials*, 2004, pp. 140-151.
- [16] Caillard, D; Bonneville, J, Dynamic strain aging caused by a new Peierls mechanism at high-temperature in iron, in: *Scripta Materialia*, 2015, pp. 15-18.
- [17] Cuddy, L J; Leslie, W C, Some aspects of serrated yielding in substitutional solid solutions of iron, in: *Acta Metallurgica*, 1972, pp. 1157-1167.
- [18] Laurent Proville; David Rodney; Mihai-cosmin Marinica, Quantum effect on thermally activated glide of dislocations, in: *Nature Materials*, Nature Publishing Group, London, 2012, pp. 845-849.
- [19] Queiroz, R R U; Cunha, F G G; Gonzalez, B M, Study of dynamic strain aging in dual phase steel, in: *Materials Science and Engineering: A*, 2012, pp. 84-87.
- [20] Field, Daniel; Van Aken, David, Dynamic Strain Aging Phenomena and Tensile Response of Medium-Mn TRIP Steel, in: *Metall and Mat Trans A*, Springer US, New York, 2018, pp. 1152-1166.
- [21] Baird, J. D.; Jamieson, A., Journal of the Iron and Steel Institute, in: *J. Iron Steel Institute*, 1966, pp. 793–801.
- [22] Huang, Z; Wagner, D; Bathias, C, Some metallurgical aspects of Dynamic Strain Aging effect on the Low Cycle Fatigue behavior of C–Mn steels, in: *International Journal of Fatigue*, 2015, pp. 113-120.
- [23] Venkadesan, S.; Phaniraj, C.; Sivaprasad, P. V.; Rodriguez, P., Activation energy for serrated flow in a 15Cr • 5Ni Ti-modified austenitic stainless steel, in: *Acta Metallurgica et Materialia*, 1992, pp. 569-580.